

(19)



JAPANESE PATENT OFFICE

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **09049050 A**

(43) Date of publication of application: **18.02.97**

(51) Int. Cl

**C22C 38/00
C21D 8/02
C22C 38/14
C22C 38/58**

(21) Application number: **07328371**

(22) Date of filing: **21.11.95**

(30) Priority: **30.05.95 JP 07156812**

(71) Applicant: **KOBE STEEL LTD**

(72) Inventor: **KASHIMA TAKAHIRO
YOKOI TOSHIO**

**(54) HIGH STRENGTH HOT ROLLED STEEL SHEET
SMALL IN DETERIORATION IN YIELD STRENGTH
AFTER FORMING, PIPE FORMED BY USING THE
SAME AND PRODUCTION OF HIGH STRENGTH
HOT ROLLED STEEL SHEET**

(57) Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To produce a high strength hot rolled steel sheet for the stock for a steel pipe excellent in yield strength by subjecting a carbon steel slab under heating under specified temp. conditions to form into a hot rolled steel sheet, therefore executing a two-stage cooling at specified cooling rates and coiling the same.

SOLUTION: A steel slab contg., by weight, 0.02 to 0.25% C, <0.6% Si, <2.5% Mn, <0.05% P, <0.01% S, 0.01 to 0.10% Al, <0.1% Ti, <0.1% Nb and <0.1% V or

furthermore contg. specified small amount of at least one kind among Ni, Cu, Mo, Cr, B, Ca and rare earth metals is heated at 1000 to 1400°C and is subjected to hot rolling at 70 to 900°C finishing temp. to form into a sheet material, which is immediately cooled for 2 to 20sec at the average cooling rate of $\leq 30^{\circ}\text{C/sec}$, is successively cooled to the Ar_1 point to 300°C at the average cooling rate twice the above and is coiled at $\leq 300^{\circ}\text{C}$ to produce the high strength hot rolled steel sheet composed of ferritic phases of $\leq 50\%$ area rate (F) and secondary phases having $\leq 9\mu\text{m}$ average grain diameter other than the ferritic phases, in which the ratio of d/F is regulated to ≤ 0.15 , and small in the yield strength of a steel pipe in the case of being formed into a steel pipe.

COPYRIGHT: (C)1997,JPO

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平9-49050

(43)公開日 平成9年(1997)2月18日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 22 C 38/00	301		C 22 C 38/00	301 F
C 21 D 8/02		9270-4K	C 21 D 8/02	A
C 22 C 38/14			C 22 C 38/14	
38/58			38/58	

審査請求 未請求 請求項の数 5 FD (全 11 頁)

(21)出願番号	特願平7-328371
(22)出願日	平成7年(1995)11月21日
(31)優先権主張番号	特願平7-156812
(32)優先日	平7(1995)5月30日
(33)優先権主張国	日本 (JP)

(71)出願人	000001199 株式会社神戸製鋼所 兵庫県神戸市中央区臨浜町1丁目3番18号
(72)発明者	鹿島 高弘 兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神戸製鋼所加古川製鉄所内
(72)発明者	横井 利雄 兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神戸製鋼所加古川製鉄所内
(74)代理人	弁理士 本田 ▲龍▼雄

(54)【発明の名称】 成形後の降伏強度低下の少ない高強度熱延鋼板、それを用いて成形されたパイプ及びその高強度熱延鋼板の製造方法

(57)【要約】

【課題】 成形後に降伏強度が低下し難い高強度熱延鋼板、この鋼板により成形されたパイプ及び高強度熱延鋼板の製造方法を提供する。

【解決手段】 本発明の高強度熱延鋼板は、化学組成が重量%で、C:0.02~0.25%、Si:0.6%以下、Mn:2.5%以下、P:0.05%以下、S:0.01%以下、Al:0.01~0.10%、Ti:0.1%以下、Nb:0.1%以下、V:0.1%以下、を含み、残部が実質的にFeからなり、その組織がフェライト相を面積率で50%以上有し、フェライト相以外の第二相の平均粒径が9μm以下であり、かつフェライト量F(面積%)と第二相の平均粒径d(μm)との比d/Fが0.15以下である。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 化学組成が重量%で、
 C: 0.02~0.25%、 Al: 0.01~0.10%、
 Si: 0.6%以下、 Ti: 0.1%以下、
 Mn: 2.5%以下、 Nb: 0.1%以下、
 P: 0.05%以下、 V: 0.1%以下、
 S: 0.01%以下を含み、 残部が実質的にFeからなり、
 フェライト相を面積率で50%以上有し、 フェライト相以外の第二相の平均粒径が9 μm 以下であり、 かつフェライト量F(面積%)と第二相の平均粒径d(μm)との比d(μm)/F(面積%)が0.15以下の組織を有する成形後の降伏強度低下の少ない高強度熱延鋼板。

【請求項2】 請求項1に記載した成分を含み、 更に重量%で、

Ni: 1.0%以下、 B: 0.01%以下、
 Cu: 1.0%以下、 Ca: 0.01%以下、
 Mo: 1.0%以下、 REM: 0.03%以下、
 Cr: 1.0%以下のうち少なくとも一種以上を含む請求項1に記載した高強度熱延鋼板。

【請求項3】 請求項1又は2に記載された高強度熱延鋼板を用いて成形されたパイプ。

【請求項4】 化学組成が重量%で、
 C: 0.02~0.25%、 Al: 0.01~0.10%、
 Si: 0.6%以下、 Ti: 0.1%以下、
 Mn: 2.5%以下、 Nb: 0.1%以下、
 P: 0.05%以下、 V: 0.1%以下、
 S: 0.01%以下を含み、 残部が実質的にFeからなる鋼を、 1000~1400°Cに加熱後、 仕上温度700~900°Cで熱延した後、 热延終了直後から第1段冷却として30°C/s以下の平均冷却速度CR1で2~20秒冷却した後、 引き続いて第2段冷却として2×CR1の平均冷却速度CR2でAr1点~300°Cまで冷却した後、 300°C以上で巻き取る成形後の降伏強度低下の少ない高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項5】 請求項4に記載した成分を含み、 更に重量%で、

Ni: 1.0%以下、 B: 0.01%以下、
 Cu: 1.0%以下、 Ca: 0.01%以下、
 Mo: 1.0%以下、 REM: 0.03%以下、
 Cr: 1.0%以下のうち少なくとも一種以上を含む請求項4に記載した高強度熱延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明が属する技術分野】 本発明は、 パイプ等に成形した後の降伏強度の低下が生じにくく、 冷間加工のままで使用することができる高強度熱延鋼板、 これを用いて造管したパイプ及び前記熱延鋼板の製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】 従来、 ラインパイプや油井管用に用いられる鋼板には、 これらのパイプが寒冷地で使用されるこ

とが多いため、 低温韌性が要求されている。 また、 石油輸送のラインパイプでは、 水素誘起割れや硫化物誘起割れを起こさないことも重要である。 更に、 パイプ等の設置に際して、 パイプに破損・損傷が生じないように強度を確保することも重要である。

【0003】 これらの特性を満足する鋼板を提供するため、 特開昭58-77527号公報に開示されているように、 スラブ加熱温度や熱延仕上げ温度を低く設定して、 オーステナイトの再結晶を抑制しつつ、 オーステナイトの未再結晶域で圧延し、 圧延後、 再結晶させることなく変態させる制御圧延技術が実施されている。かかる圧延により製造された熱延鋼板は、 微細なフェライト組織を有し、 強度、 低温脆性および溶接性に優れ、 圧延したままでラインパイプ等の素材として使用されている。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】 しかしながら、 制御圧延により製造された従来の熱延鋼板は、 パイプ成形後の降伏強度(YS)がおよそ80N/mm²以上と著しく低下する傾向があり、 例えば、 ラインパイプの場合では成形されたパイプの降伏強度がAPI規格の仕様を大きく下回るおそれがある。 降伏強度の低下原因はフェライト粒径が細粒となり、 バウシンガー効果が大きくなるためと考えられる。

【0005】 また、 近年、 パイプ成形時にスプリングバック防止などのために、 成形前の鋼板原板の降伏比(YR)も低く設定される傾向があり、 パイプ成形後のYSの仕様を満足するには、 益々YSの低下の生じないものが求められる傾向にある。

【0006】 本発明はかかる問題に鑑みなされたもので、 成形後に降伏強度が低下し難い高強度熱延鋼板、 この鋼板により成形されたパイプ及び前記熱延鋼板の製造方法を提供することを目的とする。

【0007】

【課題を解決するための手段】 本発明の高強度熱延鋼板は、 化学組成が重量%で、 C: 0.02~0.25%、 Al: 0.01~0.10%、 Si: 0.6%以下、 Ti: 0.1%以下、 Mn: 2.5%以下、 Nb: 0.1%以下、 P: 0.05%以下、 V: 0.1%以下、 S: 0.01%以下を含み、 残部が実質的にFeからなり、 フェライト相を面積率で50%以上有し、 フェライト相以外の第二相の平均粒径が9 μm 以下であり、 かつフェライト量F(面積%)と第二相の平均粒径d(μm)との比d(μm)/F(面積%)が0.15以下の組織を有する。 前記鋼板の化学組成としては、 前記成分の他、 必要に応じて、 Ni: 1.0%以下、 B: 0.01%以下、 Cu: 1.0%以下、 Ca: 0.01%以下、 Mo: 1.0%以下、 REM: 0.03%以下、 Cr: 1.0%以下のうち少なくとも一種以上を含有してもよい。

【0008】 前記第二相とは、 フェライト相以外の相、 すなわち主に炭化物並びに低温変態生成相であるパラ

イト相、ベイナイト相、マルテンサイト相やこれらの混合相を意味するが、更には明確に識別できない相であっても、炭化物を含む相や前記明確に識別できる相との混合相であってもよい。

【0009】また、フェライト量は組織写真から全面積に占めるフェライト相の面積%を求めたものであり、また第二相の平均粒径は該第二相の面積と同等の円面積の直径を個々に算出した後、これらの平均を求めたものである。

【0010】本発明のパイプは、前記高強度熱延鋼板を用いて適宜の造管法により成形されたものである。本発明のパイプの種類としては、各種の造管法により成形される種々の钢管、例えば電縫钢管、スパイラル钢管、UOプレス钢管、鍛接钢管等が含まれる。

【0011】また、本発明の高強度熱延鋼板は、前記成分を有する鋼を、1000~1400°Cに加熱後、仕上温度700~900°Cで熱延した後、熱延終了直後から第1段冷却として30°C/s以下の平均冷却速度CR1で2~20秒冷却した後、引き続いて第2段冷却として2×CR1の平均冷却速度CR2でAr1点~300°Cまで冷却した後、300°C以上で巻き取ることにより好適に製造される。

【0012】

【発明の実施の形態】まず、本発明における熱延鋼板の化学組成限定理由について説明する。単位はwt%である。

【0013】C: 0.02~0.25%

Cは強度や低温韌性を確保するために重要な元素であり、この元素により巻取中に第二相が生成され、強度向上に寄与する。更にTiやNbの添加と相まって、フェライト相中にTiCやNbCが生成し、かかる炭化物によつても強度の向上が図られる。0.02%未満では強度向上作用が過少であり、一方0.25%を越えるとフェライト中に固溶するC量が増大し、低温韌性の低下が大きくなると共にTiCやNbCが粗大化し、これらが割れ発生の起点となり、強度が低下するようになる。好ましくは0.04~0.20%がよい。

【0014】Si: 0.6%以下

Siは熱間圧延中にフェライト相の生成に寄与し、その量を増加させると共に第2相組織のサイズを小さくする。また、固溶強化元素として強度の向上に寄与する。しかし、0.6%を越えると、スラブ加熱中に生成するスケール等により鋼表面を劣化させる。好ましくは0.05~0.4%がよい。

【0015】Mn: 2.5%以下

Mnは固溶強化のための元素として重要であるが、多量に添加するとMnS等の硫化物や偏析帯を生成しやすく、著しい特性の劣化を招くため、上限を2.5%とする。好ましくは0.5~2.0%がよい。

【0016】P: 0.05%以下

Pは固溶強化作用を有するが、過度に添加すると点溶接性などの他の性質が劣化するため、上限を0.05%とする。好ましくは0.03%以下がよい。

【0017】S: 0.01%以下

Sは介在物となって低温韌性を劣化させ、また水素誘起割れの起点となる介在物や硫化物を生成するため少ないほどよいが、製鋼上のコストなどを考慮して上限を0.01%とする。

【0018】Al: 0.01~0.1%

10 Alは脱酸剤として必要な元素である。このため、少なくとも0.01%以上が必要であるが、一方添加量が過多になると韌性を劣化させ、鋳造欠陥も顕著となるため、上限を0.1%とする。好ましくは0.02~0.08%がよい。

【0019】Ti, Nb, V: 各0.1%以下

Ti, Nb, Vは微細な炭化物を析出させ、強度を向上させる。しかし、添加量が過多になると炭化物の粗大化を招来し、引いては割れ等を発生するようになるため、その上限を各々0.1%とする。好ましくは各0.20 0.1~0.08%がよい。

【0020】本発明にかかる鋼は、以上の成分を必須成分として含有し、残部Feおよび不可避の不純物からなるが、必須成分の作用効果を損なうことなく、材質特性を向上させるために、必要に応じて下記成分の一種以上を含有することができる。

【0021】Ni, Cu, Cr, Mo: 各1.0%以下

Ni, Cu, Cr, Moは固溶強化元素として作用し、強度向上に有効であり、所定の強度を確保するために添加される。添加量については経済性を考慮してそれぞれ1.0%以下とする。好ましくは0.05~0.5%がよい。

【0022】B, Ca: 各0.01%以下, REM: 0.03%以下

B, Ca, REMは介在物制御や溶接性の改善のために添加される。添加量については経済性を考慮してBとCaは0.01%以下、好ましくは0.0001~0.003%がよい。また、REMは0.03%以下、好ましくは0.0001~0.005%がよい。

【0023】次に、本発明の熱延鋼板の組織、及びその

組織とパイプ成形後の降伏強度YSの低下量との関係について説明する。パイプ成形後のYSの低下はバウシンガー効果によって起こるものと考えられる。バウシンガー効果によるYSの低下は、必ずしも可動転位による効果だけで説明される訳ではないが、一般にはパイプ成形というゆるい加工(~1%程度)が施された場合、フェライト中に導入される可動転位が原因であると考えられ、フェライト粒が細粒であれば、塑性域に達した直後では普通の粒径に比して可動転位が多いと思われる。

【0024】従って、YSの低下を抑制するには、バウ

50 シンガー効果が生じにくい鋼板組織を形成すればよく、

本発明者は転位の固着、可動性等を左右すると考えられる、種々の組織条件を想定して、これらの組織条件とYSの低下との相関関係を調べたところ、後述の実施例から明らかに、フェライト相の面積率F(面積%)が50%以上(好ましくは70%以上)、フェライト相以外の第二相の平均粒径d(μm)が9μm以下(好ましくは7μm以下)であり、かつd(μm)/F(面積%)が0.15以下(好ましくは0.10以下)の関係を満足することにより、YSの変動量が60N/mm²以下になることを見い出した。特に、Fを70%以上、dを7μm以下で、かつd/Fを0.10以下にすることにより、YSの変動量が40N/mm²以下と極めて低く抑えられることが分かった。

【0025】すなわち、第二相の平均粒径が20~10μmではこの第二相が原因となって可動転位が生じやすくなるが、9μm以下とより小さくすることにより、微細な第二相が可動転位をピン止めする作用が大きくなり、YSの低下を抑制することができるようになる。また、第二相の量が少ないほど、換言すればフェライト相の量が多いほど可動転位が導入されにくくなるが、フェライト相の面積率が50%未満では第二相が多くなり、YSの低下を抑制することができるようになる。更に、組織がフェライト相と第二相との混合相の場合、各組織の塑性が異なるため、各組織が等量存在する場合に比してフェライト相の面積率が大きいほど可動転位が導入されにくくなる。一方、前記第二相のピン止め作用は粒径が9μm以下の条件の下、小さい程効果が大きい。従って、YS低下量はd/Fに比例し、d/Fが0.10を越えると、第二相のピン止め作用に比して導入される転位量が過多になるため、YS低下の抑制が効き難くなる。

【0026】また、上記特定の組織であれば、フェライト相以外の相が非常に微細であるために、フェライト粒径による影響をあまり受けないことも確認された。すなわち、本発明の組織であれば、制御圧延等によって得られる15μm以下、更には10μm以下の細粒化したフェライト粒径でも、YSが所期の低下量以下に納まることが確認された。

【0027】また、発明者の知見によると、パイプ成形後のYSの低下は、パイプの肉厚tと管径Dとの比t/Dが1%までが最も大きく、この領域ではt/Dの依存性がないことが確かめられているが、本発明の組織であれば、かかる最悪の形状条件においても、YSが所期の低下量以下に納まることが確認された。勿論、t/D>1%の条件では、よりYSの低下量が小さくなる。すなわち、本発明によれば、パイプの管径や肉厚による制限を受けることなく、YS低下量の小さいパイプを得ることができる。

【0028】本発明者は、上記フェライト相の面積率F、フェライト相以外の第二相の平均粒径d、d/FとYSの変動量との関係についての知見を基に、所期の組

織が得られる熱延後の冷却方法を見い出し、下記の熱延鋼板の製造方法を完成するに至った。すなわち、本発明の熱延鋼板の製造方法は、前記成分を有する鋼を、1000~1400℃に加熱後、仕上温度700~900℃で熱延した後、熱延終了直後から第1段冷却として30℃/s以下の平均冷却速度CR1で2~20秒冷却した後、引き続いて第2段冷却として2×CR1の平均冷却速度CR2でAr1点~300℃まで冷却した後、300℃以上で巻き取る方法である。

【0029】熱延の際の加熱温度を1000~1400℃にすることは、1000℃未満ではTiやNbなどの元素が固溶せずに鋼中に残存するため、鋼の特性を著しく低下させ、一方1400℃を越えるとオーステナイト結晶粒が粗大化し、韌性な著の機械的特性を著しく劣化させるようになるからである。

【0030】熱延の仕上温度については、制御圧延や普通圧延を行う場合を含めて700~900℃とする。仕上温度は低温になるほど結晶粒が細粒化し、韌性等の機械的特性の向上に効果的であるが、パイプ等の成形後のYS低下の少ない組織は、フェライト量と第二相のみで決定されるため、最終製品の結晶粒径にはあまり影響されない。しかし、700℃未満の低い温度では、加工フェライト粒が混入して特性を劣化させるため、下限を700℃、好ましくは750℃とする。また、900℃を越える高温で圧延すると、オーステナイト粒が粗大化し、韌性などの特性が著しく劣化するため、上限を900℃とする。

【0031】熱延終了後の冷却については、後述の実施例から明らかに、第1段冷却における平均冷却速度CR1はフェライト量F(面積%)と良好相関があり、図1に示すように、下記(1)式の関係が認められ、前記F≥50%好ましくはF≥70%を満足するCR1は、30℃/s以下好ましくは20℃/s以下であることが理解される。CR1の冷却時間は、2秒未満では冷却時間が過少であるため、CR1による冷却の明瞭な影響が認められにくく、一方20秒を越えるとFやdが上記の相関からは大きく外れるようになるため、2~20秒とされる。尚、式中の記号*は乗を意味する。

$$F(\text{面積\%}) = 100 * 10^{(-0.01 * CR1)} \quad \dots \dots (1)$$

【0032】一方、CR1及びCR2(第2段冷却の平均冷却速度)は第二相の平均粒径d(μm)と良好な相関があり、図2に示すように、下記(2)式の関係が認められる。

$$d(\mu\text{m}) = 10 * 10^{(0.03 * CR1 - 0.02 * CR2)} \quad \dots \dots (2)$$

前記(1)式と(2)式から、d(μm)/F(面積%)を示す下記(3)式が得られる。

$$d/F = 0.1 * 10^{-0.02(CR2 - 2 * CR1)} \quad \dots \dots (3)$$

前記(2)式と(3)式から前記d≤9μm及びd/F≤0.15を満足する条件として、CR2-2*CR1≥0すなわちCR2≥2*CR1の条件式が得られる。

【0033】第2段冷却は鋼板の巻取りまで行われるが、冷却停止温度すなわち巻取温度は A_{ri} 点以下で 300°C 以上の範囲とされる。 A_{ri} 点を越えると、巻取り中に新たなオーステナイトの発生、成長が起こり、第二相のサイズや面積率の関係が前記(2)、式(3)より大きく外れるようになる。一方、300°C未満になるとマルテンサイト変態が生じるようになるため、前記(2)式、(3)式の関係が成り立たなくなるからである。

【0034】結局、熱延後の冷却条件として、第2段冷却を A_{ri} 点～300°Cの範囲まで行い、300°C以上で巻き取ることを前提として、 $CR1 \leq 300\text{C/s}$ 及び $CR2 \geq 2 * CR1$ の条件を満足することにより、成形後のYS低下量の少ない最適組織を有する熱延鋼板を得ることができる。

【0035】

10

*

【表1】

鋼種	化 学 组 成 (w t %、残部: 実質的に Fe)									
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Nb	V	その他の
A	0.05	0.25	1.14	0.014	0.003	0.036	0.034	0.041	0.055	
B	0.11	0.24	1.10	0.015	0.003	0.035	0.035	0.040	0.054	
C	0.18	0.25	1.13	0.015	0.002	0.038	0.034	0.041	0.055	
D	0.11	0.43	1.15	0.014	0.003	0.038	0.035	0.040	0.055	
E	0.10	0.23	1.11	0.015	0.003	0.039	0.035	0.040	0.055	Cr: 0.5
F	0.11	0.25	1.12	0.015	0.002	0.036	0.035	0.041	0.054	Ca: 0.5, Ni: 0.5
G	0.12	0.24	1.15	0.014	0.003	0.038	0.036	0.040	0.055	Mo: 0.5
H	0.11	0.25	1.10	0.015	0.002	0.039	0.035	0.041	0.055	Ca: 0.0010, B: 0.0005

【0038】このようにして製造された熱延鋼板(原板)の機械的性質を測定すると共に、フェライト粒径とフェライト量 F (面積%)、微細炭化物やペイナイト等の第二相の平均粒径 d (μm) を調査し、 d (μm) / F (面積%) の値を求めた。第二相の平均粒径は画像解析装置により、その個々の面積を測定し、各々の面積に

相当する円面積の直径を算出し、その平均値を求め、この値を平均粒径とした。これらの値を表2に示す。尚、同表では、 $(d/F) \times 10$ の値を示した。

【0039】

【表2】

試料 No.	鋼種	機械的性質			原板の組織状態					YS 変化量 (N/mm ²)	備考
		YS (N/mm ²)	TS (N/mm ²)	YR (%)	F (%)	d (μm)	d/F × 10	フェライト 粒径 (μm)	組織 の種類		
1	A	512	612	83	92	4.5	0.49	5	F+θ	4	実施例
2	C	521	661	79	95	3.3	0.35	8	F+θ	11	"
3	B	523	623	84	82	2.5	0.30	12	F+θ	5	"
4	D	585	662	87	97	5.0	0.51	19	F+B	17	"
5	E	474	574	82	92	5.1	0.55	7	F+P	25	"
6	F	541	622	87	74	4.0	0.54	12	F+B	17	"
7	G	572	673	85	82	4.3	0.53	18	F+θ	8	"
8	F	554	642	86	81	5.8	0.72	17	F+B	28	"
9	H	533	631	84	84	6.2	0.73	11	F+P	23	"
10	B	512	602	85	65	6.7	1.03	4	F+P	48	"
11	B	500	593	84	62	7.5	1.21	8	F+P	53	"
12	E	441	561	79	58	7.8	1.35	13	F+P	54	"
13	D	549	632	87	43	6.1	1.44	12	F+B	62	比較例
14	B	515	621	83	34	5.0	1.47	5	F+P	68	"
15	E	493	612	81	47	7.0	1.49	18	F+P	67	"
16	A	509	593	86	30	4.2	1.40	10	F+B	63	"
17	A	472	572	83	63	9.3	1.48	5	F+P	75	"
18	H	542	631	86	72	10.0	1.39	12	F+B	78	"
19	F	551	650	85	73	10.8	1.48	18	F+P	68	"
20	G	570	671	85	65	8.7	1.58	12	F+B	61	"
21	C	549	623	88	52	8.0	1.54	16	F+B	61	"
22	H	550	634	87	51	8.8	1.73	14	F+P	61	"

(注) Y S : 降伏強度、 T S : 引張強さ、 Y R : 降伏比、 λ : 距離穴拡がり率
F : フェライト、 B : ベイナイト、 P : パーライト、 θ : 微細炭化物

【0040】次に、上記熱延鋼板を原板とし、3本ローラーベンディング装置を用いて、肉厚tと管径Dの比t/Dが0.7%±0.2%になるようにスパイラル钢管を造管した。パイプ成形後、API規格に従ってパイプC方向(周方向)に沿って引張試験片を採取し、フラットニング後、降伏強度YSを求め、(パイプ成形後のYS-原板のYS)からYS変化量を求めた。同変化量を表2に併せて示す。また、表2から整理されたフェライト量とYS変化量との関係、第二相の大きさ(平均粒径)とYS変化量との関係および(d/F)×10とYS変化量との関係を各々図1、図2および図3に示す。尚、図1および図2中の添付数字は表2の試料番号を示す。

【0041】表2より、肉厚tと管径Dの比t/Dが0.7%とYS低下の大きいとされる形状条件のもとで造管したにも係わらず、フェライト量F、第二相の平均粒径dおよびd/Fの値が本発明範囲内の実施例(試料No.1~12)では、フェライト粒径の大きさに関係なく、YS変化量が54N/mm²以下に納まっており、YSが低下し難いことが分かる。特に、前記各値が各々F:70%以上、d:7μm以下、d/Fの値が0.10以下の実施例(試料No.1~9)では、YS変化量が

28N/mm²以下と極めて小さい。勿論、実施例の鋼板のTSはいずれも400N/mm²以上と高強度である。

【0042】一方、フェライト量Fが本発明範囲より低い範囲にある比較例(試料No.13~16)では、他の組織条件が本発明範囲内にあるにも係わらず、YS低下量が62N/mm²以上である。またフェライト量Fが本発明範囲内であっても、第二相の平均粒径dが本発明範囲を越えて大きい比較例(試料No.17~19)も、YS低下量が70N/mm²程度以上であり、YSの低下が大きい。また、F及びdが本発明範囲内でも、d/Fの値が発明範囲を越えて大きい比較例(試料No.20~22)は、他の比較例に比してYS低下量が小さいものの、60N/mm²以下に納まることはなかった。

【0043】実施例B

表3に示す化学組成を有する供試鋼(全て本発明の対象鋼)を真空溶解により溶製し、30mm厚のスラブとした後、加熱温度1250℃で約1時間均熱した後、表4の熱延条件により熱延し、熱延終了直後から同表の冷却条件で冷却して巻き取った。

【0044】

【表3】

鋼種 No.	化 学 組 成 (w t %、残部: 実質的に Fe)									
	C	S i	Mn	P	S	Al	Nb	V	Ti	その他
1	0.05	0.25	1.15	0.01	0.003	0.04	—	—	—	
2	0.21	0.24	1.11	0.02	0.002	0.04	—	—	—	
3	0.05	0.25	1.14	0.01	0.004	0.04	0.04	—	—	
4	0.05	0.24	1.20	0.01	0.003	0.03	0.04	0.06	—	
5	0.05	0.25	1.14	0.01	0.003	0.04	0.04	0.06	0.03	
6	0.11	0.24	1.10	0.02	0.003	0.04	0.04	0.06	0.03	
7	0.18	0.25	1.13	0.02	0.002	0.03	0.04	0.06	0.03	
8	0.10	0.23	1.11	0.02	0.003	0.03	0.04	0.06	0.04	Cr:0.5
9	0.10	0.24	1.11	0.01	0.003	0.04	0.04	0.06	0.03	Cu:0.5
10	0.11	0.25	1.12	0.02	0.002	0.04	0.04	0.05	0.04	Cu:0.5 Ni:0.5
11	0.12	0.24	1.15	0.01	0.003	0.04	0.04	0.06	0.04	Mo:0.5
12	0.11	0.25	1.10	0.02	0.002	0.04	0.04	0.06	0.04	Ca:0.001 B:0.005

【0045】

【表4】

試料 No.	鋼種 No.	熱延条件		冷却条件				組織データ			備考
		FDT (°C)	CT (°C)	CR1 (°C/s)	CR2 (°C/s)	t (s)	CR2- 2*CR1	d (μm)	F (%)	d/F	
1	5	850	560	2	50	5	46	0.5	92	0.01	実施例
2	5	840	580	3	20	5	14	4.5	92	0.05	"
3	5	854	550	5	30	5	20	4.3	83	0.05	"
4	4	852	540	8	35	5	19	2.5	85	0.03	"
5	5	861	580	7	20	5	3	7.8	84	0.09	"
6	5	845	550	15	60	5	45	2.5	76	0.03	"
7	4	881	570	12	50	5	26	5.0	73	0.07	"
8	5	845	560	12	25	5	14	9.8	76	0.13	"
9	5	831	570	13	15	5	-3	12.5	78	0.16	比較例
10	4	870	580	14	10	5	-11	15.2	75	0.19	"
11	5	845	570	23	55	5	9	4.0	60	0.07	実施例
12	5	851	580	29	62	5	4	4.9	59	0.08	"
13	5	856	540	34	50	5	-18	10.5	55	0.19	比較例
14	5	853	550	38	51	5	-21	10.9	50	0.22	"
15	1	865	560	6	32	5	14	4.3	81	0.05	実施例
16	2	865	550	5	30	5	15	4.5	83	0.05	"
17	3	876	540	8	35	5	11	4.3	82	0.05	"
18	6	884	580	5	31	5	16	2.5	84	0.03	"
19	7	892	560	5	30	5	15	3.5	83	0.04	"
20	9	875	560	8	35	5	11	3.3	87	0.04	"
21	10	865	580	5	33	5	18	3.5	83	0.04	"
22	11	875	570	8	35	5	11	4.3	88	0.05	"
23	12	884	560	5	31	5	16	3.5	83	0.04	"
24	5	845	550	6	31	2	13	2.5	83	0.03	"
25	5	856	560	7	33	10	12	4.3	85	0.05	"
26	5	847	570	8	32	20	8	4.3	87	0.05	"
27	5	884	540	6	35	40	17	20.1	95	0.22	比較例
28	5	790	520	6	34	5	22	4.3	83	0.05	実施例
29	5	750	540	5	35	5	25	3.8	88	0.04	"
30	5	865	480	8	31	5	15	2.5	84	0.03	"
31	5	842	280	6	38	5	26	17.5	80	0.22	比較例

(注) FDT:仕上温度、CT:巻取温度、CR1:第1段冷却平均冷却速度、CR2:第2段冷却平均冷却速度
t:第1段冷却冷却時間、d:第二相平均粒径、F:フェライト面積率

【0046】このようにして製造された熱延鋼板(原板)の機械的性質を測定すると共に、実施例Aと同様にして、フェライト量F(面積%)、第二相の平均粒径d(μm)を調査し、d/F値を算出した。また、熱延鋼板を原板として、実施例Aと同様にして、スパイラル鋼管を造管し、パイプ成形後の機械的性質を測定し、YS変化量を求めた。これらの結果を前記表4、表5に示す。また、表4の試料No.1~14について、CR1と

Fとの関係、CR2と第二相の大きさ(平均粒径)dとの関係、d/FとYS変化量との関係、(CR2-2*CR1)とd/Fとの関係を整理したグラフを各々図4、図5、図6及び図7に示す。尚、図4については比較例の試料No.9及び10、図5については比較例の試料No.13及び14については省略した。

【0047】

50 【表5】

試料 No.	鋼種 No.	熱延原板の機械的性質			パイプ加工後機械的性質			YS変化量 N/mm ²	備考
		YS N/mm ²	TS N/mm ²	E I %	YS N/mm ²	TS N/mm ²	E I %		
1	5	480	580	37	472	575	35	8	実施例
2	5	512	610	35	498	605	35	4	"
3	5	550	610	28	532	608	28	18	"
4	4	562	621	29	540	620	29	22	"
5	5	542	600	27	510	595	26	32	"
6	5	570	620	27	562	615	25	18	"
7	4	570	610	29	540	605	25	30	"
8	5	562	625	28	532	615	27	28	"
9	5	540	615	29	455	615	28	85	比較例
10	4	550	600	28	455	600	27	95	"
11	5	561	631	21	533	630	20	28	実施例
12	5	561	628	22	534	630	21	27	"
13	5	563	639	19	472	640	19	91	比較例
14	5	559	641	18	464	639	19	95	"
15	1	405	485	43	378	480	45	22	実施例
16	2	435	520	48	414	515	45	21	"
17	3	451	540	39	429	540	36	22	"
18	6	505	540	30	488	540	30	17	"
19	7	550	600	28	527	595	28	23	"
20	9	555	595	29	533	590	29	22	"
21	10	570	612	27	550	610	27	20	"
22	11	585	670	29	560	665	28	25	"
23	12	560	610	27	542	610	26	18	"
24	5	554	605	28	536	603	27	18	"
25	5	550	604	27	528	600	26	22	"
26	5	550	600	28	528	600	27	22	"
27	5	480	580	35	372	580	34	108	比較例
28	5	560	605	27	559	602	26	21	実施例
29	5	580	610	25	550	605	23	30	"
30	5	580	620	27	560	615	26	20	"
31	5	560	610	26	450	608	25	110	比較例

(注) YS: 降伏強度、TS: 引張強度、EI: 伸び

【0048】表4及び表5より、本発明の製造条件を満足する実施例の試料では、F, d, d/Fの所定の条件を満足しており、YS変化量が約30N/mm²以下であり、TSも400N/mm²以上が得られた。これに対し、CR1は本発明範囲を満足するものの、CR2が本発明範囲未満の試料No. 9, 10では第二相が大きく成長し、d/Fが本発明範囲外となり、YS変化量が85N/mm²以上と大きい。また、CR1が本発明範囲を越え、CR2が本発明範囲未満の試料No. 13, 14では第二相サイズdが本発明範囲よりやや大きく、フェライト量Fが少ないため、d/Fが本発明範囲外となり、YS変化量が90N/mm²以上と大きい。また、CR1の保持時間tが大きい試料No. 27、巻取温度(第2段冷却の停止温度)CTが280°Cと低い試料No. 31は第二相が著しく成長し、その結果d/Fが大きくなり、YS変化量が約110N/mm²と大きい。

【0049】

【発明の効果】本発明によれば、特定組成の鋼を用い

て、フェライト量F(面積%)、第二相の平均粒径d(μm)およびd(μm)/F(面積%)の値を所定の範囲に規定したので、たとえ制御圧延によりフェライト粒径が細粒となっても強度を損なわず、400N/mm²以上の高強度を有し、しかも成形後の降伏強度(YS)の低下を60N/mm²以下に抑えることができ、YSの著しい低下により成形後の強度が規定範囲から外れないようにすることができる。また、本発明の鋼板を使用すると、従来のようにYSの大きな低下量を考慮して、パイプ成形用の原板として高YSの鋼板を使用する必要がなくなり、所定のYS低下量を考慮する必要があるものの、YSの低い原板を使用することができるようになり、成形時のスプリングバックを軽減することができ、生産性の向上に資することができる。また、本発明の製造方法によると、F, d, d/Fが所期の条件を満足する組織を有する、降伏強度低下の少ない高強度熱延鋼板を容易に得ることができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】フェライト量とYS(降伏強度)変化量との関係を示すグラフである。

【図2】第二相の大きさ(平均粒径)とYS変化量との関係を示すグラフである。

【図3】フェライト量F(面積%)と第二相平均粒径d(μm)との比(d/F)×10の値とYS変化量との関係を示すグラフである。

【図4】第1段冷却における冷却速度CR1(℃/s)とフェライト量F(面積%)との関係を示すグラフである。

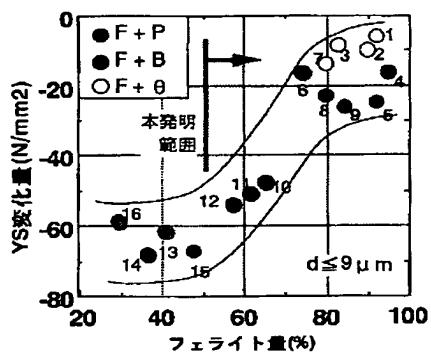
る。

【図5】第2段冷却における冷却速度CR2(℃/s)と第二相平均粒径d(μm)との関係を示すグラフである。

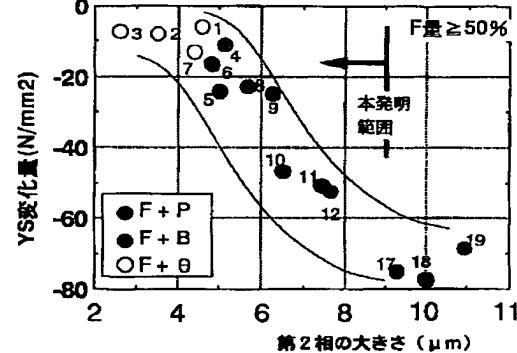
【図6】d/F値とYS変化量との関係を示すグラフである。

【図7】(CR2-2*CR1)とd/F値との関係を示すグラフである。

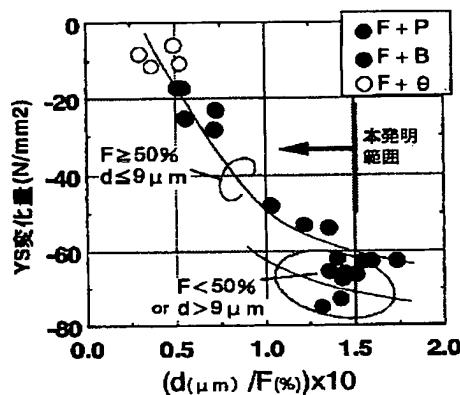
【図1】



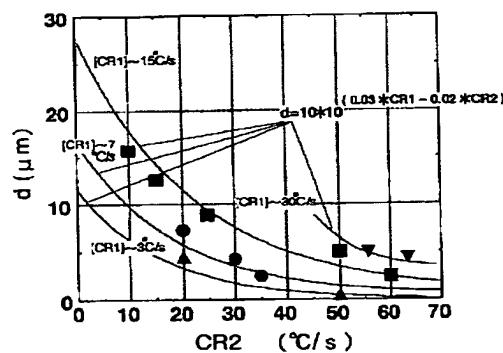
【図2】



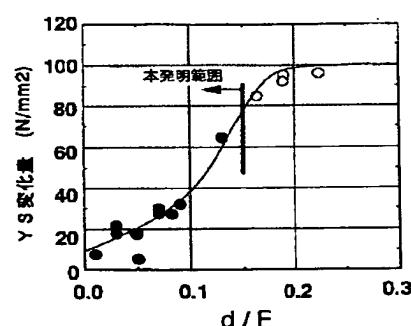
【図4】



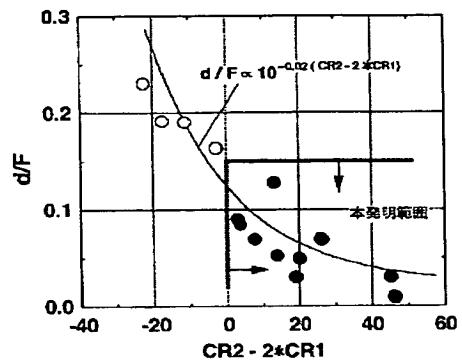
【図5】



【図6】



【図7】



【公報種別】特許法第17条の2の規定による補正の掲載

【部門区分】第3部門第4区分

【発行日】平成11年(1999)10月26日

【公開番号】特開平9-49050

【公開日】平成9年(1997)2月18日

【年通号数】公開特許公報9-491

【出願番号】特願平7-328371

【国際特許分類第6版】

C22C 38/00 301

C21D 8/02

C22C 38/14

38/58

【F I】

C22C 38/00 301 F

C21D 8/02 A

C22C 38/14

38/58

【手続補正書】

【提出日】平成9年6月11日

【手続補正1】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】特許請求の範囲

【補正方法】変更

【補正内容】

【特許請求の範囲】

【請求項1】 化学組成が重量%で、C:0.02～0.25%、Si:0.6%以下、Mn:2.5%以下、P:0.05%以下、S:0.01%以下、A1:0.01～0.10%を含み、残部が実質的にFeからなり、フェライト相を面積率で50%以上有し、フェライト相以外の第二相の平均粒径が9μm以下であり、かつフェライト量F(面積%)と第二相の平均粒径d(μm)との比d(μm)/F(面積%)が0.15以下の組織を有する成形後の降伏強度低下の少ない高強度熱延鋼板。

【請求項2】 請求項1に記載した成分を含み、更に重量%で、Ti:0.1%以下、Nb:0.1%以下、V:0.1%以下を含む請求項1に記載した高強度熱延鋼板。

【請求項3】 請求項2に記載した成分を含み、更に重量%で、Ni:1.0%以下、B:0.01%以下、Cu:1.0%以下、Ca:0.01%以下、Mo:1.0%以下、REM:0.03%以下、Cr:1.0%以下のうち少なくとも一種以上を含む請求項2に記載した高強度熱延鋼板。

【請求項4】 請求項1から3のいずれか1項に記載された高強度熱延鋼板を用いて成形されたパイプ。

【請求項5】 請求項1から3のいずれか1項に記載さ

れた成分を有する鋼を、1000～1400℃に加熱後、仕上温度700～900℃で熱延した後、熱延終了直後から第1段冷却として30℃/s以下の平均冷却速度CR1で2～20秒冷却した後、引き続いて第2段冷却として2×CR1以上の平均冷却速度CR2でAr1点～300℃まで冷却した後、300℃以上で巻き取る成形後の降伏強度低下の少ない高強度熱延鋼板の製造方法。

【手続補正2】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0007

【補正方法】変更

【補正内容】

【0007】

【課題を解決するための手段】本発明の高強度熱延鋼板は、化学組成が重量%で、C:0.02～0.25%、Si:0.6%以下、Mn:2.5%以下、P:0.05%以下、S:0.01%以下、A1:0.01～0.10%を含み、残部が実質的にFeからなり、フェライト相を面積率で50%以上有し、フェライト相以外の第二相の平均粒径が9μm以下であり、かつフェライト量F(面積%)と第二相の平均粒径d(μm)との比d(μm)/F(面積%)が0.15以下の組織を有する。前記鋼板の化学組成としては、前記成分の他、更にTi:0.1%以下、Nb:0.1%以下、V:0.1%以下を含み、更に必要に応じて、Ni:1.0%以下、B:0.01%以下、Cu:1.0%以下、Ca:0.01%以下、Mo:1.0%以下、REM:0.03%以下、Cr:1.0%以下のうち少なくとも一種以上を含有してもよい。

【手続補正3】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0011

【補正方法】変更

【補正内容】

【0011】また、本発明の高強度熱延鋼板は、前記成分を有する鋼を、1000～1400℃に加熱後、仕上温度700～900℃で熱延した後、熱延終了直後から第1段冷却として30℃/s以下の平均冷却速度CR1で2～20秒冷却した後、引き続いて第2段冷却として2×CR1以上^の平均冷却速度CR2でAr1点～300℃まで冷却した後、300℃以上で巻き取ることにより好適に製造される。

【手続補正4】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0019

【補正方法】変更

【補正内容】

【0019】本発明にかかる鋼は、以上の成分を必須成分として含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなるが、更に下記Ti、Nb、Vを含有することができる。

Ti、Nb、V：各0.1%以下

Ti、Nb、Vは微細な炭窒化物を析出させ、強度を向上させる。しかし、添加量が過多になると炭窒化物の粗大化を招来し、引いては割れ等を発生するようになるため、その上限を各々0.1%とする。好ましくは各0.01～0.08%がよい。

【手続補正5】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0020

【補正方法】変更

【補正内容】

【0020】更にまた、材質特性を向上させるために、必要に応じて下記成分の一種以上を含有することができる。

【手続補正6】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0025

【補正方法】変更

【補正内容】

【0025】すなわち、第二相の平均粒径が20～10 μ mではこの第二相が原因となって可動転位が生じやすくなるが、9 μ m以下とより小さくすることにより、微細な第二相が可動転位をピン止めする作用が大きくなり、YSの低下を抑制することができるようになる。また、第二相の量が少ないほど、換言すればフェライト相の量が多いほど可動転位が導入されにくくなるが、フェライト相の面積率が50%未満では第二相が多くなり、YSの低下を抑制することが困難になる。更に、組織が

フェライト相と第二相との混合相の場合、各組織の塑性が異なるため、各組織が等量存在する場合に比してフェライト相の面積率が大きいほど可動転位が導入されにくくなる。一方、前記第二相のピン止め作用は粒径が9 μ m以下の条件の下、小さい程効果が大きい。従って、YS低下量はd/Fに比例し、d/Fが0.15を越えると、第二相のピン止め作用に比して導入される転位量が過多になるため、YS低下の抑制が効き難くなる。

【手続補正7】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0028

【補正方法】変更

【補正内容】

【0028】本発明者は、上記フェライト相の面積率F、フェライト相以外の第二相の平均粒径d、d/FとYSの変動量との関係についての知見を基に、所期の組織が得られる熱延後の冷却方法を見い出し、下記の熱延鋼板の製造方法を完成するに至った。すなわち、本発明の熱延鋼板の製造方法は、前記成分を有する鋼を、1000～1400℃に加熱後、仕上温度700～900℃で熱延した後、熱延終了直後から第1段冷却として30℃/s以下の平均冷却速度CR1で2～20秒冷却した後、引き続いて第2段冷却として2×CR1以上^の平均冷却速度CR2でAr1点～300℃まで冷却した後、300℃以上で巻き取る方法である。

【手続補正8】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0029

【補正方法】変更

【補正内容】

【0029】熱延の際の加熱温度を1000～1400℃にするのは、1000℃未満ではTiやNbなどの元素が固溶せずに鋼中に残存するため、鋼の特性を著しく低下させ、一方1400℃を越えるとオーステナイト結晶粒が粗大化し、韌性などの機械的特性を著しく劣化させるようになるからである。

【手続補正9】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0031

【補正方法】変更

【補正内容】

【0031】熱延終了後の冷却については、後述の実施例から明らかな通り、第1段冷却における平均冷却速度CR1はフェライト量F（面積%）と良好な相関があり、図4に示すように、下記（1）式の関係が認められ、前記F \geq 50%好ましくはF \geq 70%を満足するCR1は、30℃/s以下好ましくは20℃/s以下であることが理解される。CR1の冷却時間は、2秒未満では冷却時間が過少であるため、CR1による冷却の明瞭な影響が認められにくく、一方20秒を越えるとFやd

が上記の相関からは大きく外れるようになるため、2～

$$F(\text{面積\%}) = 100 * 10^{(-0.01 * CR1)} \dots \dots (1)$$

20秒とされる。尚、式中の記号*は乗を意味する。

【手続補正10】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0032

【補正方法】変更

【補正内容】

【0032】一方、CR1及びCR2（第2段冷却の平均冷却速度）は第二相の平均粒径 d (μm) と良好な相関があり、図5に示すように、下記(2)式の関係が認められる。

$$d(\mu\text{m}) = 10 * 10$$

$$(0.03 * CR1 - 0.02 * CR2) \dots \dots (2) \text{ 前}$$

記(1)式と(2)式から、 $d(\mu\text{m}) / F(\text{面積\%})$ を示す下記(3)式が得られる。

$$d / F : 0.1 * 10$$

$$- 0.02 (CR2 - 2 * CR1) \dots \dots (3)$$

前記(2)式と(3)式から前記 $d \leq 9 \mu\text{m}$ 及び $d / F \leq 0.15$ を満足する条件として、 $CR2 - 2 * CR1 \geq 0$ すなわち $CR2 \geq 2 * CR1$ の条件式が得られる。

【手続補正11】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0044

【補正方法】変更

【補正内容】

【0044】

【表3】

鋼種 No.	化 学 組 成 (w t %、残部: 実質的に Fe)									
	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	V	Ti	その他
1	0.05	0.25	1.15	0.01	0.003	0.04	—	—	—	
2	0.21	0.24	1.11	0.02	0.002	0.04	—	—	—	
3	0.05	0.25	1.14	0.01	0.004	0.04	0.04	—	—	
4	0.05	0.24	1.20	0.01	0.003	0.03	0.04	0.06	—	
5	0.05	0.25	1.14	0.01	0.003	0.04	0.04	0.06	0.03	
6	0.11	0.24	1.10	0.02	0.003	0.04	0.04	0.06	0.03	
7	0.18	0.25	1.13	0.02	0.002	0.03	0.04	0.06	0.03	
9	0.10	0.24	1.11	0.01	0.003	0.04	0.04	0.06	0.03	Cu:0.5
10	0.11	0.25	1.12	0.02	0.002	0.04	0.04	0.05	0.04	Cu:0.5 Ni:0.5
11	0.12	0.24	1.15	0.01	0.003	0.04	0.04	0.06	0.04	Mo:0.5
12	0.11	0.25	1.10	0.02	0.002	0.04	0.04	0.06	0.04	Ca:0.001 B:0.005

【手続補正12】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0045

【補正方法】変更

【補正内容】

【0045】

【表4】

試料 No.	鋼種 No.	熱延条件		冷却条件				組織データ			備考
		FDT (°C)	CT (°C)	CR1 (°C/s)	CR2 (°C/s)	t (s)	CR2- 2*CR1	d (μm)	F (%)	d/F	
1	5	850	560	2	50	5	46	0.5	92	0.01	実施例
2	5	840	580	3	20	5	14	4.5	92	0.05	"
3	5	854	550	5	30	5	20	4.3	83	0.05	"
4	4	852	540	8	35	5	19	2.5	85	0.03	"
5	5	861	580	7	20	5	3	7.8	84	0.09	"
6	5	845	550	15	60	5	45	2.5	76	0.03	"
7	4	881	570	12	50	5	26	5.0	73	0.07	"
9	5	831	570	13	15	5	-3	12.5	78	0.16	比較例
10	4	870	580	14	10	5	-11	15.2	75	0.19	"
11	5	845	570	23	55	5	9	4.0	60	0.07	実施例
12	5	851	580	29	62	5	4	4.9	59	0.08	"
13	5	856	540	34	50	5	-18	10.5	55	0.19	比較例
14	5	853	550	38	51	5	-21	10.9	50	0.22	"
15	1	865	560	6	32	5	14	4.3	81	0.05	実施例
16	2	865	550	5	30	5	15	4.5	83	0.05	"
17	3	876	540	8	35	5	11	4.3	82	0.05	"
18	6	884	580	5	31	5	16	2.5	84	0.03	"
19	7	892	560	5	30	5	15	3.5	83	0.04	"
20	9	875	560	8	35	5	11	3.3	87	0.04	"
21	10	865	580	5	33	5	18	3.5	83	0.04	"
22	11	875	570	8	35	5	11	4.3	88	0.05	"
23	12	884	560	5	31	5	16	3.5	83	0.04	"
24	5	845	550	6	31	2	13	2.5	83	0.03	"
25	5	856	560	7	33	10	12	4.3	85	0.05	"
26	5	847	570	8	32	20	8	4.3	87	0.05	"
27	5	884	540	6	35	40	17	20.1	95	0.22	比較例
28	5	790	520	6	34	5	22	4.3	83	0.05	実施例
29	5	750	540	5	35	5	25	3.8	88	0.04	"
30	5	865	480	8	31	5	15	2.5	84	0.03	"
31	5	842	280	6	38	5	26	17.5	80	0.22	比較例

(注) FDT:仕上温度、CT:巻取温度、CR1:第1段冷却平均冷却速度、CR2:第2段冷却平均冷却速度

t:第1段冷却冷却時間、d:第二相平均粒径、F:フェライト面積率

【手続補正13】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0046

【補正方法】変更

【補正内容】

【0046】このようにして製造された熱延鋼板(原板)の機械的性質を測定すると共に、実施例Aと同様にして、フェライト量F(面積%)、第二相の平均粒径d(μm)を調査し、d/F値を算出した。また、熱延鋼

板を原板として、実施例Aと同様にして、スパイラル钢管を造管し、パイプ成形後の機械的性質を測定し、YS変化量を求めた。これらの結果を前記表4、表5に示す。また、表4の試料No. 1~14 (No. 8を除く)について、CR1とFとの関係、CR2と第二相の大きさ(平均粒径)dとの関係、d/FとYS変化量との関係、(CR2-2*CR1)とd/Fとの関係を整理したグラフを各々図4、図5、図6及び図7に示す。尚、図4については比較例の試料No. 9及び10、図

5については比較例の試料No. 13及び14について
は省略した。

【手続補正14】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0047

【補正方法】変更

【補正内容】

【0047】

【表5】

試料 No.	鋼種 No.	熱延原板の機械的性質			パイプ加工後機械的性質			YS変化量 N/mm ²	備考
		YS N/mm ²	TS N/mm ²	E I %	YS N/mm ²	TS N/mm ²	E I %		
1	5	480	580	37	472	575	35	8	実施例
2	5	512	610	35	498	605	35	4	#
3	5	550	610	28	532	608	28	18	#
4	4	562	621	29	540	620	29	22	#
5	5	542	600	27	510	595	26	32	#
6	5	570	620	27	562	615	25	18	#
7	4	570	610	29	540	605	25	30	#
9	5	540	615	29	455	615	28	85	比較例
10	4	550	600	28	455	600	27	95	#
11	5	561	631	21	533	630	20	28	実施例
12	5	561	628	22	534	630	21	27	#
13	5	563	639	19	472	640	19	91	比較例
14	5	559	641	18	464	639	19	95	#
15	1	405	485	43	378	480	45	22	実施例
16	2	435	520	48	414	515	45	21	#
17	3	451	540	39	429	540	36	22	#
18	6	505	540	30	488	540	30	17	#
19	7	550	600	28	527	595	28	23	#
20	9	555	595	29	533	590	29	22	#
21	10	570	612	27	550	610	27	20	#
22	11	585	670	29	560	665	28	25	#
23	12	560	610	27	542	610	26	18	#
24	5	554	605	28	536	603	27	18	#
25	5	550	604	27	528	600	26	22	#
26	5	550	600	28	528	600	27	22	#
27	5	480	580	35	372	580	34	108	比較例
28	5	560	605	27	559	602	26	21	実施例
29	5	580	610	25	550	605	23	30	#
30	5	580	620	27	560	615	26	20	
31	5	560	610	26	450	608	25	110	比較例

(注) YS: 降伏強度、TS: 引張強度、E I: 伸び

【手続補正15】

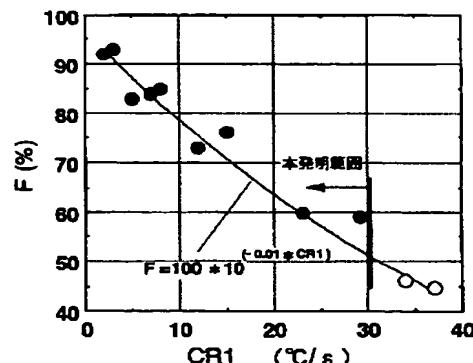
【補正対象書類名】図面

【補正対象項目名】図4

【補正方法】変更

【補正内容】

【図4】



【手続補正16】

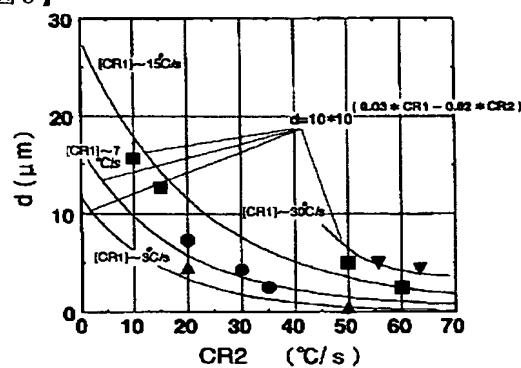
【補正対象書類名】図面

【補正対象項目名】図5

【補正方法】変更

【補正内容】

【図 5】



【手続補正 1 7】

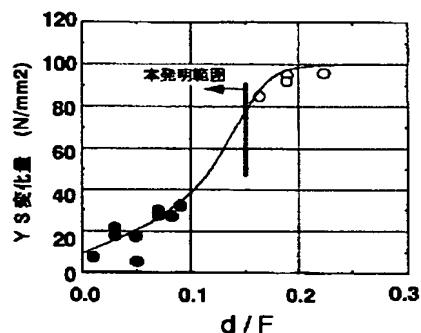
【補正対象書類名】図面

【補正対象項目名】図 6

【補正方法】変更

【補正内容】

【図 6】



【手続補正 1 8】

【補正対象書類名】図面

【補正対象項目名】図 7

【補正方法】変更

【補正内容】

【図 7】

